

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2003-328054

(43)Date of publication of application : 19.11.2003

(51)Int.Cl.

C22C 1/04
B22F 3/02
B22F 3/10
B22F 3/17

(21)Application number : 2002-140886

(71)Applicant : HITACHI POWDERED METALS CO LTD
YAMAHA MOTOR CO LTD

(22)Date of filing : 16.05.2002

(72)Inventor : ICHIKAWA JUNICHI
SUZUKI TAKASHI
YOMO HIDEO
KOIKE TOSHIKATSU
YAMAGATA YUTAKA

(54) METHOD FOR MANUFACTURING ALUMINUM BASED ALLOY MEMBER

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To manufacture an aluminum based alloy member which eliminates the need for machining, or the like, for removing fine cracks and defects on the surface, does not remain the crack, let alone the defect and has more excellent mechanical characteristics by an inexpensive process.

SOLUTION: An aluminum based rapidly solidified powder which dissolves a liquid phase-generating component in the form of a solid solution in the powder is compacted in $\geq 80\%$ density ratio, then a sintered body obtained by dewaxing the compacted product and subjecting the resulting product to liquid phase sintering in a non-oxidizing gas atmosphere is heated at $350-550^{\circ}\text{C}$ and subjecting to hot forging by using metallic dies and upper and lower punches heated at $350-550^{\circ}\text{C}$ to obtain an absolute density.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 28.10.2004

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the
examiner's decision of rejection or application converted
registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of
rejection][Date of requesting appeal against examiner's decision of
rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号
特開2003-328054
(P2003-328054A)

(43) 公開日 平成15年11月19日 (2003. 11. 19)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テームコード [*] (参考)
C 2 2 C	1/04	C 2 2 C 1/04	C 4 K 0 1 8
B 2 2 F	3/02	B 2 2 F 3/02	P
	3/10	3/10	F
	3/17	3/17	C
審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 10 頁)			

(21) 出願番号 特願2002-140886(P2002-140886)

(22) 出願日 平成14年5月16日 (2002. 5. 16)

(71) 出願人 000233572

日立粉末冶金株式会社
千葉県松戸市稔台520番地

(71) 出願人 000010076

ヤマハ発動機株式会社
静岡県磐田市新貝2500番地

(72) 発明者 市川 淳一

千葉県松戸市常盤平3-18-1-102

(72) 発明者 鈴木 貞志

千葉県松戸市稔台1018-2-505

(74) 代理人 100088708

弁理士 山本 秀樹

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 アルミニウム系合金部材の製造方法

(57) 【要約】

【課題】 表層の微細クラックおよび欠陥を除去する機械加工等を不要にし、クラックはおろか欠陥すらも残留しない、機械特性により優れたアルミニウム系合金部材を安価な工程で製造可能にする。

【解決手段】 液相発生成分を粉末中に固溶するアルミニウム系急冷凝固粉末を、密度比80%以上に圧粉成形した後、非酸化性ガス雰囲気中で脱ろうおよび液相焼結した焼結体を、350~550℃で加熱し、350~550℃に加熱した金型および上下パンチにより熱間鍛造を施して真密度にすることを特徴としている。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 液相発生成分を粉末中に固溶するアルミニウム系急冷凝固粉末を、密度比80%以上に圧粉成形した後、非酸化性ガス雰囲気中で脱ろうおよび液相焼結した焼結体を、350～550℃で加熱し、350～550℃に加熱した金型および上下パンチにより熱間鍛造を施して真密度にすることを特徴とするアルミニウム系合金部材の製造方法。

【請求項2】 上記液相焼結をアルミニウム系急冷凝固粉末の融点-50℃～融点-10℃の範囲で、露点が-25℃以下の非酸化性ガス雰囲気中で行うことを特徴とする請求項1に記載のアルミニウム系合金部材の製造方法。

【請求項3】 前記アルミニウム系急冷凝固粉末が成形潤滑剤を含有しないととも、前記圧粉成形を金型表面に潤滑剤を塗布する金型潤滑方法により行うことを特徴とする請求項1または2に記載のアルミニウム系合金部材の製造方法。

【請求項4】 前記圧粉成形を100～400℃の温間で行うことを特徴とする請求項1から3の何れかに記載のアルミニウム系合金部材の製造方法。

【請求項5】 請求項1から4の何れかに記載のアルミニウム系合金部材を塑性加工用素材として用い、前記塑性加工用素材を熱間塑性加工することを特徴とするアルミニウム系合金部材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、各種構造用部材や摺動部材、塑性加工用素材として好適なアルミニウム系合金部材の製造方法に関する。なお、本明細書において、Al、Si、Fe、Cu、Mg等は元素記号である。

【0002】

【従来の技術】従来より、Al基地に例えば過飽和のSiを急速に冷却して固溶限以上のSiを強制的に固溶させたAl-Si系等のアルミニウム系急冷凝固粉末を用いたアルミニウム系合金は、軽量であることに加え、溶製材料では得られない強度、耐摩耗性等の特性が得られる。しかし、アルミニウム系急冷凝固粉末は、硬くて圧縮性が低く、又、粉末表面が強固な酸化被膜で覆われていることにより、通常の粉末冶金法の工程であるニアネットシェイプ形状への圧粉成形および焼結のような工程では粉末どうしの拡散が進行しにくく、高い強度の合金部材が得られない。このため、一般的なアルミニウム系合金部材の製造方法としては、アルミニウム系急冷凝固粉末を静水圧成形等で固化した後、金属缶に密封した状態で脱ガスを行い、熱間押出し加工等により強制的に酸化被膜を破壊して粉末どうしを強固に金属結合させた後、金属缶の除去、所望の長さへ切断を経て最終形状に熱間鍛造する方法が採用されている。

【0003】また、他のアルミニウム系合金部材の製造方法としては、アルミニウム系急冷凝固粉末を静水圧成形で固化した後、緻密化鍛造および据え込み鍛造を順次行った後、最終形状に鍛造もしくは押出加工する方法も実施されている。その他にも様々なアルミニウム系合金部材の製造法が提案されている。例えば、特公平6-43628号公報には、アルミニウム系急冷凝固粉末を成形して成形体を形成し、この成形体に、温度300～520℃に15分～3時間加熱保持する熱処理を施した後、引き続き前記温度において予備的な熱間密閉鍛造を施して前記成形体を密度比95%以上に緻密化し、次いでこのようにして得られた予備鍛造体を温度300～520℃に再加熱して、20～50%の加工率の下に熱間鍛造するアルミニウム系合金部材の製造方法が開示されている。また、特開平4-346603号公報には、アルミニウム系急冷凝固粉末を冷間または温間成形して成形密度75～93%の成形体を作り、この成形体を温度300～560℃の熱間で押出比3以下の押出加工および軸方向圧縮を行って、軸心と並行な表層部に気孔がなく中央部に独立気孔が残存する気孔率2～4%の固化体とした後、この固化体をサイジングして鍛造後の機械加工なしで寸法精度に優れたアルミニウム系合金部材を製造する方法が開示されている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】上記したアルミニウム系合金部材の製造方法は、鍛造等の後の塑性加工体における表層部に微細なクラックが残留して強度等が本来の性能まで発揮できない等の問題があり、また、表層の微細クラックを除去するため最後の工程で機械加工等を行わなくてはならず、コストを引き上げる要因となっている。なお、上記特開平4-346603号の製造方法では、機械加工が不要であると記載されているものの工程数が多く、製品内部では気孔が残留しているため、真密度のものに比べて伸びや疲れ強さ等の機械的特性が低いという点は解消されていない。

【0005】ところで、アルミニウム系合金部材は、気孔が残留していると機械的特性、特に伸びおよび疲れ強さが低下するため、真密度まで密度を高めておくことが好ましい。しかし、真密度であっても、粉末粒子どうしが互いに十分に結合していないと、欠陥として機能し、製品特性の低下原因となる。このような欠陥は主として製品表層部に残留しやすい。これは次のような機構に起因するものと推察される。すなわち、鍛造、押出加工等の塑性加工においては、圧粉体等の素材は圧力を受けて塑性変形するが、素材表面は金型壁面に対する摩擦力により拘束されて流動性が素材内部より低下するため、密度が上がりやすく、また、真密度が達成できたとしても、変形量が少なくなり、粉末粒子表面の酸化被膜が完全に破壊されたときのような金属接触・拡散が阻害され、粉末粒子どうしの結合が不十分で、この部分が欠陥

として残留する。そして、その状態がひどいとクラックとして認められるようになる。そのため、従来の製造方法では、前記した表層に残留する欠陥およびクラックを機械加工等によって除去することが必要となり、コスト高となって特殊用途にしか適用できず、汎用部品への適用が制約される。

【0006】本発明の目的は、以上のような課題を解消して、表層の微細クラックおよび欠陥を除去する機械加工等を不要にし、クラックはおろか欠陥すらも残留しない、機械特性に優れたアルミニウム系合金部材を簡易な工程で製造可能にすることにある。

【0007】

【課題を解決するための手段】上記目的を達成するには、アルミニウム系急冷凝固粉末を原料粉末として用い鍛造を行うことにより得られるアルミニウム系合金部材として、上記した表層に残留する欠陥およびクラックの除去を不要とし、鍛造後の鍛造体の全ての部位において粉末粒子どうしがお互いに充分に結合していることが要件となる。本発明は、前記の要件を製造方法から充足すべく試験を重ね完成されたものであり、液相発生成分を粉末中に固溶するアルミニウム系急冷凝固粉末を、密度比80%以上に圧粉成形した後、非酸化性ガス雰囲気中で脱ろうおよび液相焼結した焼結体を、350～550℃で加熱し、350～550℃に加熱した金型および上下パンチにより熱間鍛造を施して真密度にすることを特徴とするアルミニウム系合金部材の製造方法である。

【0008】以上の本発明においては、液相焼結により予め金属結合部を設けているため、後の鍛造工程において、上記した従来構成に比べて表面の酸化被膜破壊のために必要となるエネルギーが小さくて済み、余剰のエネルギーを気孔の変形・消滅のエネルギーとして使えることから、低い密度であっても鍛造後の欠陥の残留を防止することができる。具体的には以下の通りである。

【0009】(アルミニウム系急冷凝固粉末)原料のアルミニウム系急冷凝固粉末としては、Cu、Mg等の液相発生成分をアルミニウム系急冷凝固粉末中に固溶して与えた内部添加法による合金粉末を用いるが、内部添加法の場合でも液相発生成分は粉末中に完全に均一に固溶されているわけではなく、粉末中でも場所により微妙にその成分の含有量が異なる状態で固溶されている。このような粉末の圧粉体を用いて焼結すると、成分の微小な濃度差により、各部で液相発生成分の融点が微妙に異なっており、成分粉末の良好な分散状態を保って均一組成で液相焼結を行うことができる。すなわち、一般的には、液相発生成分をアルミニウム系急冷凝固粉末とは別に与える外部添加法が用いられているが、外部添加法の場合、焼結すると温度に応じて異なる成分元素からなる液相が数種類発生し、基地中の各部で含まれる成分元素にばらつきが生じることとなって機械的特性のばらつきが大きくなる。これを避けるためにはさらに高温で焼結し

たり、焼結時間を長くするなどして成分元素を基地中に均一に拡散させる必要があり、結果として焼結条件の選択幅が狭くなって製造コストが高くなる。

【0010】(圧粉成形)本発明では、上記のアルミニウム系急冷凝固粉末を密度比80%以上に圧粉成形するが、密度比80%以上への圧粉成形は通常の冷間で行うことができる。この圧粉成形において、密度比が80%未満であると、残留する気孔量が多くなり、熱間鍛造時に気孔の変形・消滅に要するエネルギーが大量に消費されて欠陥が残留しやすくなる。あるいは、液相焼結時に形成される金属結合の量が少なくなり、酸化被膜破壊のためのエネルギーがさらに必要となって、気孔、欠陥が残留しやすくなる。このため、圧粉体の密度比としては、少なくとも80%以上とすることが必須となる。

【0011】なお、圧粉体の密度比が大きくなるほど、熱間鍛造時に必要な気孔の変形・消滅に要するエネルギーが減少するが、冷間での圧粉成形においては成形圧力を上昇させても成形密度の向上の率が乏しくなる。このため、より高密度に圧粉成形する場合には、金型潤滑方法および/または温間成形方法を採用すると効果的である。

【0012】請求項3と4の関係において、一般に行われている原料粉末に成形潤滑剤を配合する内部潤滑方法では、成形潤滑剤により見掛け密度が低下すること、および内部では成形潤滑剤により粉末のすべりが得られ密度が上がりやすいが、金型壁面と粉末の間では全ての部分において成形潤滑剤が存在するわけではないので粉末が金型壁面に拘束されて緻密化する方向に移動しにくいことから、高密度が達成しにくい。また、無理矢理に高密度とした場合、成形潤滑剤が除去しにくく、除去のための脱ろうが不充分または長時間になり得策ではない。一方、金型表面に成形潤滑剤を塗布する金型潤滑方法によれば、金型壁面と粉末間の潤滑が充分に得られ、粉末の緻密化方向への移動が容易であるとともに、成形潤滑剤の付着部分が金型と接する成形体表層部のみであるため、脱ろうが容易に行える。また、成形密度を向上するために温間で成形すると、粉末が軟化して圧縮性が改善され高密度にしやすいが、温間成形の成形温度が100℃未満では粉末の軟化が不充分で圧縮性改善の効果が乏しい。また、成形温度が400℃を超えると、酸化や合金内部の成分が吸着水分等と反応し製品内部の気孔の原因となる。このため、温間成形は、100℃以上、400℃以下の温度範囲で行う必要がある。好ましくは、圧縮性の改善効果が顕著な150℃以上、酸化等の虞のない330℃以下、つまり150～330℃の温度範囲が最もよい態様である。

【0013】(脱ろうおよび焼結)本発明では、上記密度比の圧粉体を非酸化性ガス雰囲気中で脱ろうおよび液相焼結する。この脱ろうおよび液相焼結は、請求項2で特定したように、露点が-25℃以下の非酸化性ガス雰

雰囲気で行うことが好ましい。雰囲気ガスとしては、酸化を防ぐため非酸化性雰囲気であることが必要となる。雰囲気ガスは、Arガス等でも差し支えないが、窒素ガスがコストも安価で好ましい。但し、露点が -25°C を超えていると、液相の酸化が進行して焼結が進行しなくなり、欠陥の原因となるため、露点の管理には注意が必要である。

【0014】液相焼結は、上記アルミニウム系急凝固粉末の融点 -50°C ～融点 -10°C の範囲で行うことが好ましい。液相発生成分を粉末中に固溶したアルミニウム系急凝固粉末では、粉末の成分組成より定まる融点よりも低い温度で液相が徐々に発生してくるため、融点よりも低い温度で液相焼結を行うことができる。但し、粉末の融点 -50°C 未満では、発生する液相の量が乏しく、焼結時に得られる金属結合の量が少なくなると、鍛造しても欠陥が残留しやすくなる。一方、粉末の融点 -10°C を超えると液相発生量が多くなり過ぎて、寸法精度の悪化や型くずれまたは液相の吹き出しが発生しやすくなる。

【0015】（熱間鍛造）上記のようにして作製される焼結体は、液相焼結により粉末どうしの金属結合が既に形成されている。本発明では、この焼結体を $350\sim 550^{\circ}\text{C}$ で加熱し、 $350\sim 550^{\circ}\text{C}$ に加熱した金型および上下パンチにより熱間鍛造して真密度にすることで、表層に欠陥を有さない理想的な鍛造体を得るものである。この熱間鍛造では、焼結体の加熱温度が 350°C 未満であると、塑性変形能が乏しく、製品表層に欠陥が残留しやすくなる。また、金型および上下パンチの加熱温度が 350°C 未満であると、鍛造体の温度が低下して塑性変形能が低下する。一方、焼結体の加熱温度、および、金型および上下パンチの加熱温度が、 550°C を超えると、成分組成によっては再び液相が発生し、製品の寸法精度が極端に低下したり、場合によっては型くずれやブリストア等の欠陥が生じる。

【0016】以上の条件で作製された鍛造体（アルミニウム系合金部材）は、全ての部位において前記粉末の粒子表面どうしが互いに十分に結合しており、欠陥を有さないため、機械加工による欠陥除去工程が不要であると共に、高い強度を有する。また、製造工程としては、コストが高くなる熱間鍛造工程が1回のみであり、従来の欠陥を除去する機械加工工程が不要であることから、高い強度のものをコストを抑えて量産可能にする。なお、本発明方法で得られるアルミニウム系合金部材は、上記のような欠陥を有さず、全部分で粉末どうしが均一に充分結合されているので、請求項5に特定したように、これを塑性加工用素材として用いて鍛造または押出加工等の塑性加工に供しても、素材の変形割れの発生しない良好な素材として使用でき、その場合には鍛造や押出加工等の塑性加工工程がさらに追加されることになる。次に、以上の本発明の製造方法および有用性を実施例によ

り明らかにする。

【0017】

【実施例1】この実施例は、同一の元素からなる液相を発生させて基地組織の均一化を図る上で好ましい原料粉末、つまり液相発生成分をアルミニウム系急凝固粉末中に固溶させて与えたもの（以下、内部添加法適用粉末という）と、液相発生成分をアルミニウム系急凝固粉末とは別に添加したもの（以下、外部添加法適用粉末という）とで、どのような傾向にあるか調べたときの一例である。ここでは、内部添加法適用粉末として、成分組成が $\text{Al}-10\text{Si}-5\text{Fe}-1\text{Cu}-0.5\text{Mg}$ の急凝固粉末を用意した。また、外部添加法適用粉末として、 $\text{Al}-10\text{Si}-5\text{Fe}$ の急凝固粉末にCu粉末1質量%、および $\text{Al}-50\text{Mg}$ 粉末を1質量%を添加して、全体の成分組成が $\text{Al}-9.8\text{Si}-4.9\text{Fe}-1\text{Cu}-0.5\text{Mg}$ とした配合粉末を用意した。これらほぼ同じ全体組成の両粉末について、比熱測定装置により温度（ $^{\circ}\text{C}$ ）と比熱（ $\text{cal/g}\cdot^{\circ}\text{C}$ ）の関係を測定した結果を図1と図2に示す。図1は前記内部添加法適用粉末の場合であり、図2は前記外部添加法適用粉末の場合である。

【0018】図1と図2の比較から次のことが分かる。図2の外部添加法適用粉末は、図1の内部添加法適用粉末と比べて低い温度から比熱の上昇、すなわち液相の発生が確認される。特に、 518°C 近辺の小ピーク（比熱 $0.4\text{cal/g}\cdot^{\circ}\text{C}$ ）は $\text{Al}-\text{Mg}-\text{Cu}$ の液相で、 534°C 近辺の小ピーク（比熱 $0.9\text{cal/g}\cdot^{\circ}\text{C}$ ）は $\text{Al}-\text{Si}-\text{Cu}$ の液相で、更に 546°C 近辺の小ピーク（比熱 $1.6\text{cal/g}\cdot^{\circ}\text{C}$ ）は $\text{Al}-\text{Cu}$ の液相であり、これら発生する液相の成分組成が全て異なっている。そして、最後に 560°C 近辺より共晶液相が発生して融点を迎えている。一方、図1の内部添加法適用粉末では、外部添加法適用粉末のときのような小ピークは認められず、融点よりも 30°C 程度低い温度より共晶液相の発生が始まり、温度の上昇とともに融点まで徐々に液相発生量が増加している。以上のことから、同一の元素からなる液相を発生させて基地組織の均一化を図る点からは、内部添加法適用粉末の方が外部添加法適用粉末より優れていることが確認できた。

【0019】

【実施例2】この実施例は、液相焼結および熱間鍛造に用いられる圧粉体の密度比による影響を調べたときの一例である。ここでは、実施例1で使用した内部添加法適用粉末（液相発生成分を固溶した、融点が約 570°C の急冷合金粉末）を用いて、成形圧力を変えて $\phi 40\times L 30$ の形状に圧粉成形し、密度比75、80、85、90%に作成した圧粉体を用い、各圧粉体を露点が -40°C の窒素ガス雰囲気中 550°C で焼結を行った。これらの各焼結体を 500°C に加熱した後、 400°C に加熱した金型と上下パンチにより圧力500MPaを加えて ϕ

50に熱間鍛造して真密度の鍛造体(異なる密度比の圧粉体を用い焼結および鍛造した4種の試料鍛造体)を得た。評価は、各試料鍛造体の表層よりJIS Z 2201に規定される板引張り試験片を加工し、引張り試験を行い、引張り強さ(MPa)と伸び(%)を測定した。また、各試料鍛造体の破断面の様子を観察した。これらの結果を表1に示し、又、破断面の観察例として2つの試料鍛造*

*体のSEM写真を図3と図4に示す。図3は密度比85%の圧粉体を液相焼結した後、熱間鍛造した試料鍛造体の破断面のSEM写真であり、図4は密度比75%の圧粉体を液相焼結した後、熱間鍛造した試料鍛造体の破断面のSEM写真である。

【0020】

【表1】

密度比 %	引張り強さ MPa	伸 び %	破断面の様子
75	298	4	一部に結合していない粉末粒 界が認められる。
80	310	6	全面ディンプルで、結合して いない粉末粒界が認められな い。
85	330	7	
90	330	7	

【0021】表1より、密度比80%以上の圧粉体を液相焼結した後、熱間鍛造した試料鍛造体は、引張り強さおよび伸びの向上が顕著で、特に密度比85%以上のものでは最大値まで向上していることが確認できた。また、SEM写真において、密度比75%の試料鍛造体(図4)では真密度まで熱間鍛造したにもかかわらず、ところどころにディンプル破面ではない、白くのっぺりとした部分、すなわち元の粉末表面が結合していない部分30が認められるのに対し、密度比85%の試料鍛造体(図3)ではそのような部分は見られず、全面ディンプル破面を呈しており、全ての粉末表面が結合(金属結合)していることが確認できた。以上のことから、品質を充足するには、例え同じ真密度であったも、粉末の結合状態が重要であり、密度比80%以上、より好ましくは85%以上の圧粉体を用いて液相焼結した後、熱間鍛造で真密度まで加工することが必須となる。また、粉末の結合状態は外部から観察はできないが、破断面を観察

することにより確認できることがわかった。

【0022】

【実施例3】この実施例は、熱間鍛造に用いられる焼結体の焼結温度による影響を調べたときの一例である。ここでは、実施例1で使用した内部添加法適用粉末を用い、そのアルミニウム系急凝固粉末を実施例2と同じ条件で密度比85%に圧粉成形し、焼結温度だけを490、520、545、560、565、570℃に変えて液相焼結した。その後、各焼結体を500℃に加熱した後、400℃に加熱した金型と上下パンチにより圧力500MPaを加えてφ50に熱間鍛造して真密度の鍛造体(焼結温度の異なる焼結体を用いて鍛造した6種の試料鍛造体)を得た。評価は、実施例2と同じく引張り強さと伸びを測定し、又、各試料鍛造体の破断面の様子を観察した。これらの結果を表2に示す。

【0023】

【表2】

9	10
焼結温度 ℃	引張り強さ MPa
伸 び %	破断面の様子
490	290
2	一部に結合していない粉末粒 界が認められる。
520	300
6	全面ディンプルで、結合して いない粉末粒界が認められな い。
545	330
7	
560	310
6	
565	295
4	
570	—
—	試験中止

【0024】表2より、焼結温度が490℃（融点－8 20 0℃）の試料鍛造体では、液相の発生がなく、液金属結合が進行せず、鍛造後に真密度にしても欠陥が残留して引張り強さおよび伸びが低い。また、焼結温度が520℃（融点－50℃）～560℃（融点－10℃）までの試料鍛造体は、適当な量の液相が発生し、金属結合が得られた結果、真密度への鍛造後引張り強さ及び伸びが高い値を示す。しかし、焼結温度が560℃（融点－10℃）を超えると、液相発生量が多くなり、急冷凝固粉末の組織、すなわち急冷することで過飽和に固溶した組織が維持できず析出相が粗大化し、機械的特性が低下して 30 いる。なお、焼結温度が融点である570℃の試料鍛造体では、液相発生により試料の型くずれがひどく、また基地が脆化して鍛造後、試料に割れが発生し、鍛造を正常に行うことができなかった。以上のことから、液相焼結は、融点－50℃～融点－10℃の温度範囲で行うと機械的特性が改善されることが確認された。

【0025】

【実施例4】この実施例は、実施例1で使用した内部添加法適用粉末を用い、そのアルミニウム系急冷凝固粉末を実施例2と同じ条件で密度比85％に圧粉成形した 40 後、焼結温度550℃で露点を－40℃～－10℃の範囲で変えた窒素ガス雰囲気中で焼結した後、該各焼結体について抗折試験を行ったときの一例である。表3はその結果を焼結しないものも含めて示す。

【0026】

【表3】

露点 ℃	抗折力 MPa
－40	180
－30	180
－25	100
－10	30
焼結なし	30

【0027】表3より、露点が－25℃以下では、焼結が進行して抗折力の増加が認められるが、露点－25℃より高くなると焼結が進行しないことがわかる。以上のことから、焼結雰囲気条件は露点が－25℃以下である 50 必要があることが確認できた。

【0028】

【実施例5】この実施例は、熱間鍛造に際して行う焼結体の加熱温度による影響を調べたときの一例である。ここでは、実施例1で使用した内部添加法適用粉末を用い、そのアルミニウム系急冷凝固粉末を実施例2と同じ条件で密度比85％に圧粉成形した後、焼結温度550℃で焼結した焼結体について、該焼結体の加熱温度を300、350、400、500、550、560℃に変えて、400℃に加熱した金型および上下パンチを用い 50 て真密度に熱間鍛造した。得られた試料鍛造体を実施例

1と同様に引張り試験を行い、引張り強さおよび伸びを測定し、又、破断面の観察を行った。その結果を表4に示す。

*【0029】
【表4】

*

焼結体加熱温度 ℃	引張り強さ MPa	伸 び %	破断面の様子
300	290	2	一部に結合していない粉末粒 界が認められる。
350	310	6	全面ディンプルで、結合して いない粉末粒界が認められな い。
400	330	7	
500	330	7	
550	310	6	
560	—	—	ブリスター発生にて試験中止

【0030】表2より、焼結体を熱間鍛造する際の加熱温度としては、上昇するにつれて引張強さおよび伸びが向上し、350℃で顕著な改善効果が認められる。また、加熱温度が400～550℃ではほぼ一定の高い値を示すが、560℃では局所的な液相発生により鍛造後、試料鍛造体にブリスターが発生したため、試験を中止した。以上のことから、熱間鍛造する際の焼結体の加熱温度としては350℃～550℃の範囲で行うが必須となることが確認できた。

【0031】

※【実施例6】この実施例は、鍛造用金型の加熱温度による影響を調べたときの一例である。ここでは、実施例5と同じ条件で作成した焼結体を用い、それぞれ500℃に加熱し、金型および上下パンチの加熱温度を300、350、400、500、550℃に変えて真密度に熱間鍛造した。得られた試料鍛造体は、実施例1と同様に引張り試験を行い、引張り強さおよび伸びを測定し、又、破断面の観察を行った。その結果を表5に示す。

【0032】

※【表5】

金型加熱温度 ℃	引張り強さ MPa	伸 び %	破断面の様子
300	298	4	一部に結合していない粉末粒 界が認められる。
350	310	6	全面ディンプルで、結合して いない粉末粒界が認められな い。
400	330	7	
500	330	7	
550	330	7	

【0033】表5より、鍛造用金型の加熱温度として

50 は、300℃のときと、350℃以上のときとで相違が

顕著であり、他の条件が同じであっても鍛造用金型が350℃以上になると引張り強さおよび伸びの向上が認められ、350～550℃で最も高くかつ一定の値が得られることが確認された。以上のことから、例え同じ圧粉体を焼結した焼結体および該焼結体の加熱温度を同じくしても、鍛造用金型の加熱温度も重要であり、当該金型が少なくとも350℃以上に加熱されることが必須となり、上限は経済性とブリストー発生等の虞から550℃にすることである。

【0034】

【実施例7】この実施例は、圧粉成形の成形態様（常温と温間）と、成形潤滑方法による影響を調べたときの一例である。ここでは、実施例1で使用した内部添加法適*

* 用粉末を用い、そのアルミニウム系急冷凝固粉末に、
1. 5質量%の成形潤滑剤を添加する内部潤滑方法にて常温で圧粉成形した場合、成形潤滑剤をそのアルミニウム系急冷凝固粉末に添加せずに圧粉成形用金型表面に塗布する金型潤滑方法にて常温および300℃の温間で圧粉成形した場合の3態様について、成形圧力を300、500、700、900、1100MPaに変えたときに得られる圧粉体の密度比の変化を測定し、成形潤滑方法の差異と、常温と温間成形による効果について調べた。その結果を表6に示す。

10 た。その結果を表6に示す。

【0035】

【表6】

成形圧力 MPa	密度比 %		
	常温成形		温間成形
	内部潤滑方法	金型潤滑方法	金型潤滑方法
300	78	74	89
500	84	82	96
700	89	87	99
900	91	90	99
1100	94	94	—

【0036】表6より、成形潤滑方法としては、常温成形より温間成形の方が成形性がよく、高密度の圧粉体を得やすいことがわかる。また、密度比90%以上の圧粉体を得るためには、例えば、金型潤滑方法を採用した温間成形方法では500MPa以上で成形すればよく、工業上問題ない領域での製造が可能であることがわかる。

【0037】

【発明の効果】以上のことから、本発明によるアルミニウム系合金部材の製造方法は、1回の熱間鍛造で済むため製造コストを低くでき、しかも製品表層部に欠陥がないため欠陥除去のための機械加工工程を省けるためさらに安価に提供することを可能にする。また、本発明で作成されるアルミニウム系合金部材は、安価で欠陥を有さないことから各種構造用部材、摺動部材等として好適で

あるとともに、さらにはこのアルミニウム系合金部材を塑性加工用素材として用いた場合、鍛造や押出加工等の塑性加工を行っても素材の割れが発生せず好適であり、アルミニウム系合金の一層の用途拡大に寄与できる。

【図面の簡単な説明】

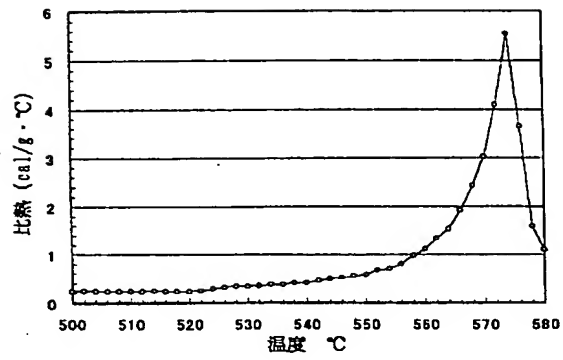
【図1】 内部添加法適用粉末での温度と比熱の関係を示すグラフである。

40 【図2】 外部添加法適用粉末での温度と比熱の関係を示すグラフである。

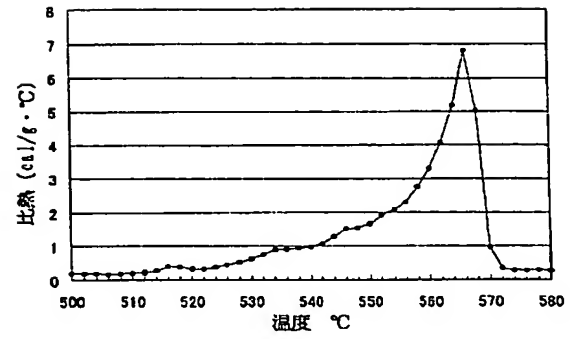
【図3】 本発明の製造方法に好適な圧粉体の破断面写真である。

【図4】 本発明の製造方法に適さない圧粉体の破断面写真である。

【図1】



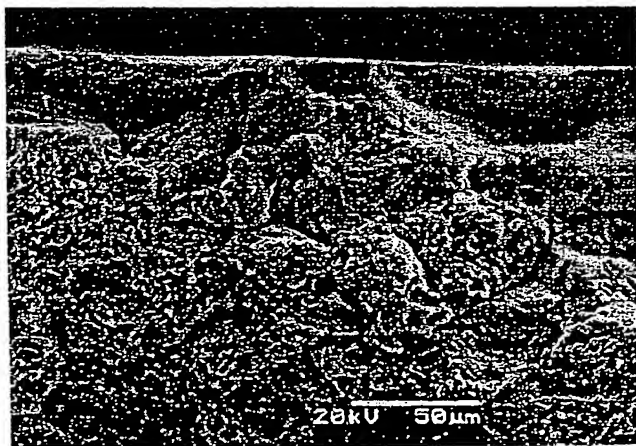
【図2】



【図3】



【図4】



フロントページの続き

(72)発明者 四方 英雄
千葉県松戸市大金平 1-48-1

(72)発明者 小池 俊勝
静岡県磐田市新貝 2500 番地 ヤマハ発動機
株式会社内

(72)発明者 山縣 裕
静岡県磐田市新貝 2500 番地 ヤマハ発動機
株式会社内
F ターム (参考) 4K018 AA16 BA08 CA02 CA16 DA31
EA32 EA47 FA01